

Aciers inoxydables se prêtant facilement à un usinage.

Société dite : CRUCIBLE STEEL COMPANY OF AMERICA résidant aux États-Unis d'Amérique.

Demandé le 28 février 1966, à 15^h 51^m, à Paris.

Délivré par arrêté du 20 mars 1967.

(Bulletin officiel de la Propriété industrielle, n° 17 du 28 avril 1967.)

(Brevet d'invention dont la délivrance a été ajournée en exécution de l'article 11, § 7, de la loi du 5 juillet 1844 modifiée par la loi du 7 avril 1902.)

La présente invention concerne des aciers inoxydables et, plus particulièrement, des aciers inoxydables au chrome et ayant des caractéristiques d'usinage améliorées.

La série AISI « 400 » des aciers inoxydables est une série d'aciers ordinaires au chrome pour des applications universelles nécessitant une bonne résistance à la corrosion, provenant principalement de leur teneur en chrome relativement importante. Tous ces aciers ordinaires au chrome peuvent être forgés et usinés, mais certains sont relativement plus forgeables ou relativement plus usinables que d'autres. L'usinabilité d'aciers inoxydables est une caractéristique essentielle d'une grande diversité d'applications finales, et certains de ces aciers inoxydables de la technique antérieure ont été élaborés particulièrement en vue d'une meilleure usinabilité. Par exemple, l'acier inoxydable 416 du type AISI contenant en général un maximum de 0,15 % de carbone, un maximum de 1,25 % de manganèse, un maximum de 1,0 % de silicium, environ 0,06 % de phosphore, un maximum de 0,60 % de molybdène ou de zirconium, environ 12 à 14 % de chrome, le complément étant du fer, contient comme additif du soufre à un minimum de 0,15 % environ, pour qu'on profite de la propriété bien connue du soufre favorisant une usinabilité. Des aciers comme ceux du type 416 sont des aciers durcissables ayant une microstructure martensitique et ils contiennent des additions facultatives de molybdène ou de zirconium qu'on considère en général comme ayant un effet avantageux, respectivement sur la résistance à la corrosion et l'usinabilité à chaud.

Pour de nombreuses applications nécessitant un travail mécanique poussé, comprenant un usinage, il est nécessaire que ces aciers inoxydables puissent être amenés à un recuit jusqu'à un faible niveau de dureté correspondant à un

indice de dureté Brinell (IDB) de 200 environ. On peut traiter thermiquement des aciers comme ceux du type 416 pour augmenter leurs niveaux de dureté, et il est évident que cette caractéristique de durcissement est extrêmement importante dans de nombreuses applications dans lesquelles leur utilisation finale exige un alliage d'une dureté relativement élevée. Des duretés obtenues par un traitement thermique d'environ 300 IDB sont couramment obtenues dans ces aciers de la technique antérieure.

En raison de la variété importante et croissante d'applications à des utilisations finales, on a conçu dans la technique antérieure une diversité de variations dans les compositions de base des aciers inoxydables, dans lesquelles les propriétés des aciers varient, grâce à des modifications des compositions et des facteurs de traitements pour adapter l'acier particulier à une utilisation désirée particulière. On a spécialement compté dans la technique antérieure sur l'amélioration de l'usinabilité des aciers inoxydables, par exemple par une addition de quantités variées de soufre, et dans le cas de certains aciers par une modification de leurs microstructures, par exemple, par un équilibre particulier d'éléments d'alliages et par un traitement thermique spécial. Par suite, l'industrie de l'élaboration des aciers a créé des aciers inoxydables au chrome ayant des structures entièrement martensitiques, d'autres ayant des structures entièrement ferritiques, ainsi que des aciers ayant une structure double, c'est-à-dire un acier contenant un mélange de martensite et de ferrite, cette dernière phase étant plus molle que la martensite, ce qui augmente sensiblement l'usinabilité de ces aciers par rapport aux aciers d'une nature martensitique. Toutefois, ces modifications de microstructures s'accompagnent de variations inévitables de propriétés, comme une diminution de la dureté maximale pouvant être obtenue

après un traitement à la chaleur. En outre, l'adjonction d'additif favorisant l'usinage, comme le soufre, nuit à d'autres propriétés des aciers, comme la résistance à la corrosion, la qualité des surfaces usinées et la forgeabilité.

La demanderesse a maintenant découvert qu'en utilisant des quantités limitées et précises de soufre et de manganèse, et en équilibrant mutuellement ces éléments d'une façon limitée ainsi qu'en équilibrant convenablement d'autres éléments d'alliages, on peut obtenir des aciers inoxydables contenant du chrome, nouveaux et perfectionnés ayant une usinabilité remarquablement augmentée tout en conservant d'autres propriétés désirables et nécessaires.

Plus particulièrement, conformément à la présente invention, la demanderesse a élaboré un acier inoxydable ayant une usinabilité améliorée, constitué essentiellement en poids pour-cent par environ :

Chrome.....	11 à 30
Carbone + azote.....	jusqu'à 1,20
Molybdène + zirconium	jusqu'à 0,60
Silicium	jusqu'à 1,0
Soufre.....	0,18 à 0,50
Manganèse.....	0,80 à 5,0
Nickel.....	jusqu'à 3,0
Cuivre.....	jusqu'à 2,0
Aluminium.....	jusqu'à 5
Fer.....	complément, à l'exception d'impuretés accidentelles,

et cet acier a un rapport manganèse-soufre d'au moins environ 3 à 1.

Un mode de réalisation préféré des nouveaux alliages de la présente invention est constitué par un acier inoxydable ordinaire au chrome ayant une usinabilité améliorée et constitué essentiellement en poids par environ 11 à environ 15 % de chrome, jusqu'à environ 0,20 % de carbone, moins d'environ 0,35 % de molybdène + zirconium, jusqu'à environ 1,0 % de silicium, environ 0,18 à 0,45 % de soufre, plus de 0,80 à environ 4,0 % de manganèse, le complément étant du fer à l'exception d'impuretés accidentelles et de très faibles quantités d'éléments d'alliages facultatifs qui ne nuisent pas aux propriétés de l'acier, les quantités de soufre et de manganèse étant choisies de manière que le rapport entre le manganèse et le soufre soit compris entre environ 3:1 et 10:1.

D'autres caractéristiques et avantages de l'invention apparaîtront à la lecture de la description détaillée suivante faite avec référence au dessin annexé sur lequel :

La figure 1 est un graphique illustrant la relation entre un équivalent de chrome et une teneur en ferrite dans des aciers inoxydables au chrome soumis à des essais ;

La figure 2 représente la relation entre la

teneur en ferrite et une usinabilité de perçage d'aciers inoxydables au chrome essayés ;

La figure 3 est un graphique représentant la relation entre la teneur en soufre et l'usinabilité, exprimée sous forme d'une différence (lettre D en ordonnée) entre une usinabilité réelle et une usinabilité calculée, d'une série d'alliages d'essais de la variété d'aciers au chrome ordinaires ;

La figure 4 est un graphique représentant l'allure de la teneur en manganèse et de l'usinabilité de perçage pour la série précitée de composition d'essais ;

La figure 5 est un graphique illustrant le rapport entre le manganèse et le soufre (lettre D en ordonnée) entre l'usinabilité résultant de l'essai et l'usinabilité calculée de ladite série d'alliages d'essais ;

La figure 6 est un graphique illustrant la teneur en manganèse, la teneur en soufre et l'usinabilité de ladite série d'essais.

La figure 7 est un graphique d'éprouvettes illustrant la relation entre les usinabilités de certains aciers inoxydables ordinaires au chrome de la technique antérieure et les mêmes aciers conformes à la présente invention, les lettres M T S signifiant un minimum de teneur en soufre, la forgeabilité étant accrue aux dépens de l'usinabilité ; les lettres T I S signifiant teneur en soufre intermédiaire, correspondant généralement à la meilleure combinaison des propriétés pour une vaste gamme d'applications finales, les lettres T E S signifiant la teneur la plus élevée en soufre, correspondant à l'usinabilité la plus élevée aux dépens de propriétés mécaniques diminuées, les lettres Q F signifiant qualité pour forgeage, les lettres Q U signifiant qualité pour applications universelles, les lettres QAU signifiant qualité favorisant un usinage et les astérisques indiquant les aciers conformes à la présente invention.

La composition chimique d'un acier ainsi que sa dureté modifient son usinabilité. On a constaté que, parmi les éléments d'alliages possibles dans des aciers du type envisagé ici, le soufre et le manganèse ainsi que le rapport particulier de ces deux éléments, ont une importance spéciale en ce qui concerne une usinabilité. D'autres éléments d'alliages qui sont ou peuvent être présents, comme le chrome, le molybdène, le nickel, le carbone, l'azote, le silicium, le cuivre ou l'aluminium, affectent l'usinabilité principalement d'une manière indirecte par altération de la structure métallurgique de l'acier, par exemple en créant plus ou moins de ferrite dans la structure, selon les quantités et les proportions de ces éléments qui sont présents. Ainsi, la demanderesse a constaté que l'usinabilité de ces aciers peut être calculée conformément à l'équation :

$$UPC = 187,0 + 46,5 \ln S + 16,71 \text{ Mn/S} + 0,25 \text{ ferrite} - 0,20 \text{ IDB} \quad (\text{équation 1})$$

dans laquelle :

UPC = usinabilité de perçage calculée

ln. = logarithme par rapport à la base e

S = poids pour-cent de soufre

Mn/S = rapport entre le manganèse et le soufre

ferrite = volume pour-cent d'une ferrite à température élevée

IDB = Indice de dureté Brinell

La teneur en ferrite est de son côté fonction des quantités des éléments présents favorisant la ferrite et l'austénite exprimés sous forme d'équivalent de chrome, conformément à l'équation suivante :

$$\text{Equivalent de chrome} = \% \text{ Cr} + \% \text{ Si} + 1,5 (\% \text{ Mo}) + 10 (\% \text{ Al}) - \% \text{ Ni} - \% \text{ Cu} - 30 (\% \text{ C} + \% \text{ N}) \quad (\text{équation 2})$$

La relation entre l'équivalent de chrome de certains aciers d'essais (tableau I) est mentionnée plus loin et la teneur en ferrite des aciers est représentée par un graphique sur la figure 1.

De ce fait, l'utilisation de l'équation 2 et de la relation exprimée sur la figure 1 ainsi que de l'équation 1, plus la connaissance de la dureté, permettent de calculer l'usinabilité de perçage d'un acier donné. La relation de l'équation 1 est applicable à des aciers ayant une teneur en soufre comprise entre environ 0,18 % et environ 0,50 %, dans lesquels le rapport entre le manganèse et le soufre est compris entre 3:1 et 10:1 et dans lesquels la teneur en ferrite peut atteindre environ 50 % et l'indice de dureté Brinell est compris entre environ 175 et 275. Des relations similaires peuvent être obtenues de cette façon pour d'autres aciers auxquels l'invention peut s'appliquer.

Si les valeurs d'usinabilité ainsi calculées pour des aciers particuliers (corrigées en fonction d'une norme d'un équivalent de chrome constant, par exemple un équivalent correspondant à 0 % de ferrite, et un indice de dureté normalisé Brinell de 200) sont comparées à des valeurs d'usinabilité obtenues par des essais d'usinabilité réelle de ces aciers, la différence entre les valeurs calculées et les valeurs trouvées aux essais sert d'indication valable de l'effet de l'usinabilité sur une variable étudiée, comme par exemple une teneur en soufre, une teneur en manganèse ou un rapport manganèse : soufre.

De cette manière, la demanderesse a constaté un effet avantageux croissant du soufre sur l'usinabilité jusqu'à une valeur d'environ 0,50 %, et du manganèse jusqu'à une valeur d'environ 3 ou 4 %. Toutefois, la demanderesse a également découvert que l'usinabilité dépend en outre du rapport entre le manganèse et le soufre, augmentant très rapidement jusqu'à un rapport manganèse : soufre d'environ 3:1, augmentant ensuite plus lentement jusqu'à un rapport d'environ 10:1, puis augmentant de moins en moins ou n'augmentant pas lors des nouvelles augmentations de ce rapport. La demanderesse a également découvert que pour obtenir une usinabilité maximale, le manganèse doit être limité à 0,35 %, de préférence en dessous de 0,15 %. Cet élément peut être entièrement ou partiel-

lement remplacé par du tungstène, de manière que le total de ces deux éléments, bien qu'il puisse atteindre de façon admissible environ 0,60 %, soit de préférence limité à la valeur maximale précitée.

Ces résultats, obtenus par l'élaboration et l'essai d'une série d'aciers, sont mentionnés sur le tableau I qui donne non seulement les compositions des aciers mais aussi pour chaque acier l'équivalent de chrome (déterminé par l'équation 2 ci-dessus), la teneur réelle observée en ferrite, l'indice de dureté Brinell (IDB), la valeur de l'usinabilité de perçage observée ou constatée à l'essai, ainsi que l'usinabilité de perçage corrigée pour 0 % de ferrite et la dureté normalisée (200 IDB).

(Voir tableau pages 4 et 5)

On exécute les déterminations d'usinabilité des aciers essayés au tableau I en perçant des éprouvettes forgées de chaque acier d'essai dans une direction perpendiculaire à l'axe longitudinal de l'éprouvette. On actionne une presse de perçage verticale tournant à 460 tr/mn, munie d'un poids de 11,778 kg suspendu à un bras de levier de 177,8 mm, pour assurer une charge constante sur un foret de 6,35 mm de diamètre. Chaque éprouvette est percée douze fois avec trois forets différents, les valeurs du tableau I étant des valeurs résultantes moyennes. On prend comme une mesure de l'usinabilité le temps demandé pour le perçage d'un trou de 10,16 mm de profondeur et l'on détermine alors l'usinabilité de l'acier essayé en établissant un rapport entre un temps normalisé de perçage (pour une éprouvette en acier inoxydable 303 type AISI) et le temps de perçage de l'acier essayé, et qu'on multiplie par 100. En conséquence, des éprouvettes ayant une bonne usinabilité de perçage ont pris un temps de perçage inférieur à la norme (à laquelle on avait donné arbitrairement une allure d'usinabilité de 100) et, de ce fait, leur allure de perçage d'usinabilité est supérieure à 100.

On prépare les aciers du tableau I sous forme de fontes de laboratoire de 22,650 kg fondues à l'air, qu'on divise ensuite en lingots de 5,346 kg par fonte. On coupe une tranche de 25,4 mm d'épaisseur à partir du sommet de chaque lingot en vue d'examiner par la suite la structure brute de coulée, et l'on forge ensuite le reste de chaque lingot sous forme d'éprouvettes carrées de 19 mm

TABLEAU I

Folio n°	Composition										Equivalent de Ct	Teneur en ferite volume %	Dureté IDB	Usinabilité d'essais	Usinabilité d'essais corrigée à 200 IDB et 0 % ferite
	C	Mn	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Zr	Al	Mn/S			
165	0,23	0,49	0,10	0,12	0,25	14,16	0,12	0,05				4,90	206	63	64
166	0,23	0,45	0,09	0,39	0,24	14,18	0,12	0,05				5,00	201	67	67
165 A	0,118	0,45	0,14	0,10	0,28	12,66	0,13	0,05				3,21	185	74	71
166 A	0,107	0,43	0,15	0,36	0,28	12,74	0,10	0,06				2,87	196	77	77
169	0,22	0,45	0,10	0,43	0,33	14,18	0,12	0,05			0,04	4,50	203	66	67
170	0,22	0,45	0,10	0,40	0,36	14,14	0,11	0,06			0,11	4,50	195	66	65
171	0,23	0,45	0,10	0,45	0,33	14,12	0,12	0,07			0,22	4,50	192	70	68
172	0,23	0,46	0,10	0,42	0,35	14,04	0,12	0,07			0,54	4,60	190	76	74
169 A	0,110	0,40	0,15	0,35	0,24	12,88	0,12	0,06			0,05	2,67	190	83	81
170 A	0,101	0,39	0,15	0,34	0,24	13,00	0,13	0,06			0,11	2,60	187	85	79
171 A	0,100	0,42	0,25	0,39	0,39	12,68	0,13	0,11			0,14	1,68	194	99	96
172 A	0,103	0,41	0,24	0,39	0,39	12,68	0,13	0,11			0,55	1,71	188	102	91
173	0,109	0,45	0,21	0,42	0,38	12,88	0,12	0,10				2,14	194	94	93
174	0,100	0,42	0,21	0,39	0,38	12,68	0,12	0,10	0,05			2,14	195	94	93
175	0,118	0,44	0,26	0,39	0,39	12,62	0,12	0,12	0,10			1,69	201	98	98
177	0,108	0,45	0,17	0,41	0,36	12,14	0,13	0,10	0,10			2,65	191	89	87
178	0,105	0,44	0,17	0,39	0,35	12,08	0,12	0,10	0,08			2,58	192	89	87
179	0,107	0,39	0,19	0,37	0,38	11,76	0,12	0,10				2,06	192	90	88
181	0,107	0,52	0,26	0,42	0,40	12,44	0,12	0,12				2,00	195	97	96
182	0,104	0,51	0,32	0,39	0,40	12,38	0,16	0,13				1,59	195	99	98
183	0,107	0,52	0,52	0,41	0,41	12,48	0,24	0,10				1,00	201	103	103
184	0,105	0,51	0,62	0,41	0,39	12,46	0,40	0,10				0,84	198	99	99
183 A	0,107	0,55	0,34	0,42	0,38	12,82	0,13	0,12				1,62	197	102	101
184 A	0,096	0,51	0,39	0,39	0,38	12,74	0,54	0,11				1,31	204	102	103
185	0,111	0,72	0,32	0,42	0,36	12,64	0,21	0,10				2,25	194	107	106
186	0,100	0,72	0,38	0,39	0,36	12,62	0,37	0,10				1,90	197	108	107
185 A	0,102	0,34	0,31	0,39	0,38	12,54	0,13	0,12				1,09	190	97	95
186 A	0,097	0,33	0,36	0,36	0,38	12,44	0,51	0,12				0,92	202	98	98
187	0,107	0,56	0,28	0,40	0,38	12,50	0,21	0,11				2,00	197	100	99
188	0,103	0,55	0,33	0,40	0,38	12,48	0,51	0,12				1,67	200	103	103
189	0,104	0,56	0,20	0,42	0,36	12,66	0,13	0,10				2,80	191	93	91
1188	0,099	0,36	0,33	0,41	0,47	12,74	0,17	0,12				1,09	195	102	101
1189	0,090	0,55	0,34	0,39	0,48	12,68	0,17	0,12				1,62	195	105	104
1190	0,097	0,81	0,33	0,39	0,47	12,70	0,17	0,12				2,46	192	108	106
1191	0,095	1,02	0,34	0,39	0,47	12,68	0,17	0,12				3,00	186	111	108
181 A	0,123	0,44	0,24	0,35	0,44	11,90	0,18	0,12				1,83	196	95	94

TABLEAU I (suite)

Fonte n°	Composition										Equivalent de Cr	Teneur en ferrite volume %	Dureté IDB	Usinabilité d'essais	Usinabilité d'essais corrigée à 200 IDB et 0 % ferrite
	C	Mn	S	Si	Ni	Cr	Mn	Cu	Ti	Zr	Al	Mn/S			
132 A	0,108	0,42	0,31	0,31	0,44	12,40	0,56	0,12				1,35	204	96	97
1233	0,101	0,67	0,35	0,41	0,38	12,82	0,12	0,12				1,91	211	109	111
1234	0,113	1,27	0,35	0,40	0,41	12,78	0,18	0,12				3,63	221	115	119
1235	0,113	1,85	0,35	0,35	0,41	12,72	0,17	0,12				5,28	217	129	132
1236	0,100	2,59	0,34	0,36	0,40	12,68	0,17	0,12				7,62	228	126	132
1304	0,100	0,60	0,31	0,38	0,48	12,66	0,20	0,15				1,94	201	108	107
1305	0,093	0,60	0,32	0,37	0,47	12,70	0,20	0,15				1,87	202	109	108
1306	0,105	1,09	0,32	0,40	0,45	12,84	0,20	0,15				3,41	201	112	111
1307	0,103	1,08	0,33	0,39	0,44	12,86	0,21	0,15				3,27	196	113	111
1308	0,094	1,66	0,31	0,40	0,45	12,74	0,21	0,15				5,36	205	118	118
1309	0,090	1,66	0,31	0,39	0,45	12,72	0,21	0,15				5,20	202	119	118
1310	0,102	1,11	0,22	0,38	0,45	12,70	0,20	0,15				5,05	201	104	103
1311	0,109	1,11	0,21	0,39	0,45	12,74	0,20	0,15				5,28	199	105	104
1312	0,096	0,62	0,14	0,35	0,42	13,58	0,19	0,09				4,44	210	89	86
1313	0,107	0,63	0,14	0,35	0,41	13,58	0,19	0,09				4,50	210	88	85
1314	0,105	0,61	0,14	0,35	0,41	13,58	0,19	0,09				4,35	217	88	86
1315	0,103	1,07	0,28	0,40	0,46	13,22	0,19	0,12				3,83	215	114	116
1316	0,094	1,06	0,27	0,40	0,48	13,22	0,19	0,12				3,93	213	115	117
1317	0,102	1,06	0,27	0,40	0,46	13,28	0,19	0,12				3,93	213	115	115
1318	0,098	1,61	0,27	0,40	0,46	13,14	0,19	0,13				5,96	213	114	116
1319	0,099	1,64	0,27	0,40	0,46	13,12	0,19	0,13				6,08	215	114	116
1320	0,097	1,61	0,27	0,40	0,46	13,18	0,19	0,13				5,96	213	116	117
1405	0,111	1,87	0,11	0,36	0,31	13,14	0,16	0,05				17,00	226	85	89
1405 A	0,114	1,94	0,23	0,32	0,40	12,98	0,17	0,09				8,43	240	106	114
1406	0,095	2,73	0,22	0,39	0,44	12,72	0,17	0,12				12,41	233	111	118
1406 A	0,116	2,85	0,32	0,34	0,49	12,52	0,17	0,12				8,90	238	119	127
1407	0,100	3,68	0,22	0,39	0,45	12,66	0,16	0,11				16,71	262	108	120
1407 A	0,118	3,54	0,28	0,33	0,52	12,50	0,17	0,12				12,65	268	112	125
1408	0,091	4,62	0,22	0,39	0,46	12,64	0,17	0,12				20,95	286	106	125
1408 A	0,114	4,44	0,24	0,35	0,52	12,50	0,17	0,17				18,45	278	105	120
1451	0,101	2,11	0,52	0,56	0,32	13,02	0,19					4,06	205	143	140
1451 P	0,102	2,00	0,49	0,55	0,34	13,36	0,20					4,08	220	141	137
1451 P	0,102	2,00	0,49	0,55	0,34	13,36	0,20					4,08	220	141	137
1452	0,095	2,75	0,50	0,56	0,34	13,20	0,18					5,49	223	138	138
1452	0,095	2,75	0,50	0,56	0,34	13,20	0,18					5,49	223	138	138
1453	0,097	2,77	0,52	0,53	0,33	14,22	0,19					5,34	264	127	137
1453	0,097	2,77	0,52	0,53	0,33	14,22	0,19					5,34	203	146	138

de côté, à une température comprise entre 982 °C et 1149 °C. On traite ensuite thermiquement les éprouvettes forgées jusqu'à une dureté IDB de 200 recherchée. Pour déterminer l'allure de l'usinabilité de perçage, comme décrit ci-dessus, on austénise les éprouvettes pendant 1 heure à 982 °C, on les trempe à l'huile et on les soumet à un revenu pendant 4 heures entre 649 °C et 760 °C pour obtenir la dureté désirée.

L'effet de l'équivalent de chrome (défini par l'équation 2 ci-avant) sur la teneur en ferrite, exprimée en volume pour-cent, des aciers du tableau I, est représenté par un graphique sur la figure 1 (tracé d'après les données du tableau I), où l'on voit que les aciers ont essentiellement une structure austénitique jusqu'à une valeur d'équivalent de chrome d'environ 9, après quoi d'autres augmentations de la valeur de l'équivalent de chrome provoquent l'aspect d'une teneur en ferrite, et l'augmentent progressivement dans des proportions très notables, par exemple 20 % et plus, pour des valeurs d'équivalent de chrome de 10 et plus.

La figure 2 (également tracée d'après les données du tableau I), représente par un graphique l'effet de la teneur en ferrite sur l'usinabilité de perçage des aciers du tableau I. Bien que les données portées sur la figure 2 soient dispersées, celle-ci montre clairement l'amélioration de l'usinabilité de perçage lorsque la teneur en ferrite augmente, selon une quantité d'environ 0,25 point d'allure d'usinabilité de perçage pour 1 % d'augmentation de la teneur en ferrite (pente de la bande dispersée). On utilise ce dernier facteur pour corriger les valeurs d'usinabilité observées dans les essais par rapport à 0 % de ferrite, comme indiqué dans la dernière colonne du tableau I. Ces dernières valeurs traduisent également la correction des chiffres d'usinabilité observés par rapport à une dureté normalisée (200 IDB). On peut effectuer cette correction, par exemple, au moyen de données comme celles du tableau II, concernant la dureté observée (IDB) par rapport à la différence entre des valeurs d'usinabilités de dureté aux essais et calculées, données qui sont obtenues expérimentalement pour une série d'aciers contenant du chrome du type envisagé dans l'invention.

L'effet important de la teneur en soufre sur l'usinabilité des aciers du tableau I est représenté par un graphique sur la figure 3, où l'on peut voir que des additions de soufre se traduisent par une amélioration rapide de l'usinabilité de perçage, jusqu'à une valeur de soufre comprise entre environ 0,45 et 0,50 %, mais qu'on n'obtient au plus qu'une faible amélioration si l'on ajoute des quantités de soufre plus importantes.

La figure 4 montre que l'allure de l'usinabilité de perçage des aciers du tableau I est aug-

mentée jusqu'à un maximum, si l'on utilise du manganèse dans une proportion d'environ 2,5 à 3,0 % pour des aciers dont la teneur en soufre est comprise entre environ 0,30 0,35 %.

TABLEAU II

Dureté (IDB)	Différence (1) entre des valeurs d'usinabilité aux essais et de valeurs calculées
172	— 10
181	— 12
190	— 14
199	— 16
208	— 18
216	— 20
224	— 22
233	— 24
241	— 26
250	— 28

(1) Différence moyenne ne tenant pas compte de la dispersion des données expérimentales.

La figure 5 montre l'effet important du rapport manganèse : soufre sur l'usinabilité de perçage (exprimée sous forme de la différence entre l'allure de l'usinabilité de perçage aux essais et l'usinabilité calculée) et l'on voit sur cette figure que l'usinabilité est rapidement améliorée si l'on augmente le rapport manganèse : soufre jusqu'à une valeur comprise entre environ 6 ou 8 et environ 10, après quoi on n'obtient qu'une faible amélioration en utilisant des rapports manganèse : soufre plus élevés.

Les données du tableau I et les graphiques des figures 3, 4 et 5 tracés d'après ces données, montrent clairement l'importance et les effets distincts des variables, comme la teneur en soufre, la teneur en manganèse et le rapport manganèse : soufre, sur l'usinabilité des aciers envisagés. En conséquence, pour évaluer les effets mutuels de ces variables sur l'usinabilité, on a établi le graphique de la figure 6 d'après les données du tableau I concernant des teneurs variables en manganèse, en soufre (et, de ce fait, le rapport manganèse : soufre) et l'usinabilité de perçage. Les courbes de la figure 6 référencées 80, 90, 100, etc., représentent des allures constantes d'usinabilité de perçage pour les aciers du tableau I, comprenant une base d'équivalent de chrome constant (0 % de ferrite) et une dureté de 200 IDB, et on peut obtenir ces courbes soit en portant les valeurs réelles d'usinabilité aux essais, ou bien en utilisant l'équation 1.

Comme on l'a montré ci-dessus à propos de la figure 5, et comme plus clairement illustré par la figure 6, l'allure de l'amélioration de l'usinabilité de perçage avec un rapport croissant manganèse : soufre diminue rapidement au-dessus d'un rapport d'environ 10 : 1, bien qu'on obtienne encore une légère amélioration avec des rapports plus élevés, par exemple jusqu'à 20 : 1 et même plus. Toutefois, conformément aux figures 4 et 5, des teneurs en soufre supérieures à

environ 0,45 - 0,50 % et pour des aciers contenant 0,30 - 0,35 % de soufre, des teneurs en manganèse supérieures à environ 3 % ne provoquent pas de nouvelles améliorations notables de l'usinabilité. De façon similaire, pour des aciers ayant une teneur en soufre plus élevée par exemple ceux qui contiennent jusqu'à environ 0,50 % de soufre des quantités de manganèse supérieures à environ 4 à 5 % n'améliorent pas l'usinabilité de façon notable. En raison de certains effets nuisibles provoqués par des quantités fortement accrues de ces éléments, par exemple une diminution de la qualité de surface et de la résistance à la corrosion résultant du soufre, et en raison de l'effet du manganèse réduisant la température A_1 , la température maximale décroissant de ce fait pour un recuit au laminier et augmentant la dureté minimale pouvant être obtenue par un revenu et un recuit au laminier, en vue d'usinages on fixe comme limite supérieure préférée pour les aciers de l'invention un rapport maximal manganèse-soufre de 10 : 1. De même, on fixe comme limite maximale pour le soufre 0,45 à 0,50 % et pour le manganèse 3 à 4 ou 5 %, de préférence environ 2,5 %.

La zone désignée par FG sur la figure 6 représente l'une des variétés courantes d'une composition d'aciers inoxydables du type général 416 AISI, c'est-à-dire l'acier dit de « qualité forgeable » qui contient la quantité habituelle de manganèse, c'est-à-dire d'environ 0,30 à environ 0,60 %, ainsi qu'une teneur relativement faible de soufre, c'est-à-dire environ 0,15 ou 0,18 à 0,25 %. Bien que le soufre soit bien connu pour sa propriété d'améliorer l'usinabilité des aciers inoxydables, il diminue l'aptitude au forgeage et la résistance à la corrosion et provoque une qualité de fini de surface moins bonne. De ce fait, du fait de sa teneur faible en soufre, l'acier de qualité habituelle de forgeage est celui qui possède la meilleure aptitude au forgeage parmi les variétés courantes des aciers caractérisés d'une manière générale comme étant du type 416. Toutefois, un acier de cette composition n'est pas facilement usinable, car son allure maximale d'usinabilité de perçage est, comme représenté sur la figure 6, d'environ 95.

La zone hachurée de la figure 6 référencée « 416 » représente la composition « régulière » du type 416 d'une utilisation courante, possédant une teneur intermédiaire en soufre comprise entre environ 0,25 et environ 0,35 ou 0,40 %. Proportionnellement, l'usinabilité d'un acier de cette composition est supérieure à celle d'un acier de la qualité de forgeage FG, c'est-à-dire que l'allure de son usinabilité de perçage est, comme représenté sur la figure 6, comprise entre environ 85 et 105.

La technique antérieure a mis également au

point une composition d'un acier type 416, favorisant l'usinage, représentée par la zone F de la figure 6, dans lequel l'usinabilité améliorée (c'est-à-dire une allure de perçage comprise entre environ 95 et 110, comme représenté sur la figure 6) peut être attribuée à sa teneur élevée en soufre qui est supérieure à environ 0,35 %, par exemple 0,40 % jusqu'à environ 0,50 %.

Les aciers inoxydables 416F de la technique antérieure ont des microstructures doubles, c'est-à-dire qu'ils contiennent jusqu'à environ 50 % ou plus de ferrite libre. Toutefois, ces aciers de microstructures doubles contenant de la ferrite ne peuvent sensiblement pas être durcis, alors qu'on peut obtenir une dureté d'environ Rc40 (370 IDB) pour des aciers par ailleurs similaires mais ne contenant pas de ferrite libre. Ce fait limite les aciers contenant de la ferrite dans certaines applications d'utilisations finales, par exemple les applications où des pièces usinées doivent être durcies par un traitement thermique. Les aciers type 416 à double microstructure faciles à usiner, comme ceux dont les compositions sont comprises dans la zone F de la figure 6, sont les plus faciles à usiner parmi tous les aciers type 416 de la technique antérieure actuellement en utilisation.

La présente invention crée, par l'utilisation de quantités de soufre et de manganèse précises et restreintes, et par un équilibrage de ces éléments d'une façon limitée ainsi que par un équilibre approprié d'autres éléments d'alliages, des aciers inoxydables nouveaux et perfectionnés, contenant du chrome, et présentant une usinabilité remarquablement améliorée, tout en conservant d'autres propriétés désirables et nécessaires. Ainsi, l'application de ces moyens généraux de l'invention à propos d'un équilibre restreint de soufre et de manganèse permet d'élaborer des aciers perfectionnés possédant tous les avantages des aciers de la technique antérieure analogues aux types 416FG, 416 (ordinaire et à double microstructure) et 416F à double microstructure et simple microstructure, mais possédant de plus une usinabilité extrêmement améliorée.

On peut voir sur la figure 6 des zones référencées respectivement FG-E, 416-E et F-E. Ces zones représentent des compositions d'aciers, conformes au tableau I, dans lesquelles les quantités de soufre et de manganèse sont choisies dans des gammes limitées et les proportions de chacun de ces éléments sont définies par les limites illustrées de ces zones respectives. Ainsi, la zone FG-E délimite une catégorie d'aciers d'une qualité de forgeage améliorée, contenant environ 0,18 à environ 0,25 % de soufre, et environ 0,80 à environ 1,25 % de manganèse. Contrairement aux aciers de qualité de forgeage de la technique antérieure, qui possèdent une

allure d'usinabilité de perçage, déterminée par les essais précités, comprise entre environ 75 et environ 95 (comme représenté sur la fig. 6), les aciers de qualité de forgeage améliorée de la présente invention ont une allure d'usinabilité de perçage comprise entre environ 95 et environ 113, en constituant ainsi des produits inconnus jusqu'ici dans la technique, c'est-à-dire des aciers ordinaires au chrome qui, bien que pouvant être forgés facilement en raison de leur teneur en soufre relativement faible, peuvent être également usinés, comme les aciers ordinaires du type 416 de la technique antérieure ayant des teneurs en soufre beaucoup plus élevées. Bien que le soufre favorise une usinabilité, il est évident qu'il diminue le fini de surface et la résistance à la corrosion. De ce fait, une amélioration de l'usinabilité sans effet nuisible sur la qualité de surface constitue un progrès décisif dans la technique.

De manière similaire, la zone 416-E de la figure 6 délimite un groupe d'aciers améliorés ayant la composition de base générale du tableau I, dans lesquels le soufre est présent dans la quantité régulière habituelle des aciers type 416, c'est-à-dire environ 0,25 à environ 0,35 % ou 0,40 %, mais dans lesquels on utilise un rapport manganèse : soufre plus élevé en limitant le manganèse à une valeur comprise entre environ 0,80 et environ 1,25 %. Comme le montrent les courbes constantes d'usinabilité de la figure 6, les aciers améliorés 416E de la présente invention possèdent une allure d'usinabilité de perçage comprise entre environ 105 et plus de 120, ce qui les distingue des aciers de la technique antérieure ayant des teneurs en soufre comparables dont l'allure d'usinabilité de perçage est seulement d'environ 85 à 105.

De plus, la zone F-E de la figure 6 représente des aciers ayant des teneurs en soufre comparables à celles des aciers 416F de la technique antérieure, mais possédant une allure d'usinabilité de perçage comprise entre environ 112 et environ 125, tandis que les aciers comparables de la technique antérieure ont une gamme d'allures comprise seulement entre 95 et 110.

En outre, la présente invention apporte d'autres perfectionnements sous la forme d'aciers nouveaux représentés par la zone RFG de la figure 6. Ces aciers qu'on peut appeler de qualité de « forgeage revu » ont des teneurs en soufre faibles (0,18 à 0,25 %) comparables à celles des aciers de qualité de forgeage de la technique antérieure, mais dans ces nouveaux aciers la teneur en manganèse, et par suite le rapport manganèse : soufre, sont élevés jusqu'à des valeurs considérées jusqu'ici comme inutilisables. De ce fait, les aciers RFG contiennent des quantités supérieures à 1,25 % de manganèse, le soufre

et le manganèse étant équilibrés, comme représenté sur la figure 6, de manière que le rapport manganèse : soufre soit compris entre environ 5 : 1 et de préférence 10 : 1. Ces nouveaux aciers ont des allures d'usinabilité comprises entre plus de 100 et plus de 120, ils sont égaux ou supérieurs à l'usinabilité des meilleurs aciers faciles à usiner de la technique antérieure.

Cependant, ces nouveaux aciers sont faciles à forger, leur qualité de surface n'est pas diminuée ils ont une résistance équivalente à la corrosion (provenant de la même teneur en soufre relativement faible) comme les aciers de forgeage de la technique antérieure.

De plus, la présente invention permet d'élaborer de nouveaux aciers, par exemple comme indiqué dans la zone SFM de la figure 6. Ces aciers qu'on peut caractériser comme des aciers « à super usinage facile » contiennent la teneur habituelle en soufre des aciers ordinaires du type 416 de la technique antérieure, et du fait de l'incorporation d'une teneur en manganèse critique, et de leur équilibre avec le soufre et les autres éléments d'alliages des aciers, ces nouveaux aciers ont des allures d'usinabilité de perçage de loin supérieures à celles de n'importe lequel des aciers connus du type considéré. Ainsi, les aciers SFM de l'invention ont, comme représenté sur la figure 6, des allures d'usinabilité comprises entre environ 115 et plus d'environ 140, par rapport à une allure maximale d'environ 110 pour les meilleurs aciers faciles à usiner de la technique antérieure. Les aciers SFM sont équilibrés quant à leurs teneurs en soufre et en manganèse, de façon que le rapport manganèse : soufre soit compris entre environ 3 : 1 et soit de préférence 5 : 1 et 9 : 1. La teneur maximale en manganèse est limitée à environ 4,0 %, de préférence à environ 3,5 %, et plus spécialement à environ 2,5 ou 3,0 %.

Enfin, l'invention permet d'élaborer une autre catégorie nouvelle d'aciers qu'on peut caractériser comme des aciers « à usinage ultra facile » désignés, quant à leurs compositions et leurs comportements par la zone UFM de la figure 6. Ces nouveaux aciers ayant les teneurs en soufre les plus élevées, analogues aux aciers de qualité d'usinage facile de la technique antérieure, contiennent des quantités de manganèse comprises entre plus de 1,25 % (de préférence 1,50 %) et environ 5,0 % (de préférence environ 3,5 %), et le rapport manganèse : soufre de ces aciers est compris entre environ 3 : 1 et environ 10 : 1, de préférence environ 8 : 1. Ces aciers à usinage ultra-facile ont également des allures d'usinabilité inconnues jusqu'ici, comprises entre environ 125 et dépassant de loin 140. Même cette dernière allure (qui dépasse de 30 points la meilleure allure qu'on puisse obtenir dans des aciers de la technique antérieure du caractère

décrit), représente une amélioration voisine de 30 % par rapport au meilleur comportement des aciers de la technique antérieure.

Le rapport entre les aciers de l'invention, en ce qui concerne une allure d'usinabilité de perçage entre ceux-ci et entre les aciers de la technique antérieure, est peut-être plus clairement illustré sur le graphique d'éprouvettes de la figure 7, sur lequel la longueur de chaque éprouvette représente la gamme d'usinabilité de perçage, déterminée par les essais mentionnés ici, pour les compositions d'aciers respectifs, tandis que le point médian de chaque éprouvette, séparant ses parties blanche et noire, représente l'allure moyenne d'usinabilité (les astérisques visibles sur la figure 7 désignent les aciers de la présente invention). La figure 7 représente également les applications principales (représentées par des lettres et mentionnées lors de la description précédente des figures) pour les diverses catégories d'aciers décrits ici, ainsi que l'indication générale de leurs compositions respectives et de leurs comportements dans ces applications.

Comme mentionné sur le tableau I et décrit précédemment, les divers graphiques de la figure 6 sont basés sur une correction des données de l'usinabilité aux essais pour des aciers expérimentaux par rapport à 0 % de ferrite. De façon similaire, les aciers de la technique antérieure désignés par FG, 416 et F sur la figure 6, pour lesquels les allures d'usinabilité sont portées sur cette figure, sont des aciers ne contenant pas de ferrite.

Comme mentionné également ci-dessus, la présence de ferrite améliore l'usinabilité, et la technique antérieure l'a reconnu en créant des aciers doubles contenant des pourcentages de ferrite relativement importants. L'absence de ferrite, ou sa présence ainsi que sa quantité, peuvent être contrôlées par un équilibre approprié de composition (par exemple conformément à l'équation 2 précitée) et par un choix approprié de facteurs de traitement pendant l'élaboration des aciers. Le choix de n'importe quel pourcentage particulier et désiré de ferrite dans les compositions des aciers, comprenant les aciers de la technique antérieure que représente la figure 6, décalerait simplement vers le haut les allures respectives d'usinabilité représentées sur la figure 6. Les relations entre les lignes d'usinabilité constante de la figure 6 pour les aciers individuels ne seraient bien entendu pas modifiées. En conséquence, l'invention envisage l'élaboration d'aciers conformément aux moyens généraux décrits ici, ayant ou bien une structure exempte de ferrite ou une structure double. De ce fait, les aciers de l'invention désignés par les diverses zones différentes de la figure 6 sont considérés comme représentant les aciers de l'invention, qui comprennent également des

aciers ayant une structure double, et les allures d'usinabilité déterminées à partir des données expérimentales mentionnées ici et portées sur la figure 6 ne sont considérées que comme des valeurs minimales.

Du fait que le manganèse est un générateur de sulfure fort, il forme du sulfure de manganèse dans les aciers de l'invention et, du fait que le chrome crée également un sulfure fort et se trouve en grande quantité dans ces aciers, il se forme des sulfures de chrome. On a constaté que les quantités relatives des phases du sulfure de manganèse et des sulfures de chrome, ainsi que la composition de la phase de sulfure de manganèse dans les aciers du type considéré ici, ont un rapport avec la proportion relative de manganèse et de soufre et avec les antécédents thermiques des aciers.

Ainsi, pour des rapports faibles manganèse : soufre, les inclusions de sulfure qui se forment dans les aciers peuvent contenir 50 % ou plus de sulfure de chrome sous forme d'une phase séparée, tandis qu'à mesure que le rapport manganèse : soufre augmente la proportion de la phase de sulfure de chrome diminue et disparaît finalement, c'est-à-dire pour un rapport en manganèse : soufre de 3,0 : 1 ou plus, dans les lingots moulés des aciers du tableau I. On a déterminé que dans des aciers ayant des rapports faibles manganèse : soufre, par exemple inférieurs à 3,0 : 1, dans lesquels de grandes quantités de la phase de sulfure de chrome sont présentes dans les inclusions de sulfures double, la phase de sulfure de chrome se présente sous la forme de plaquettes, tandis que lorsque le rapport manganèse : soufre est augmenté et que, de ce fait, la proportion de sulfure de chrome est diminuée, cette dernière phase a lieu sous la forme d'un fin précipité. Dans tous les cas, on a constaté que la phase principale du sulfure de chrome est $\text{CrS}_{1,17}$ que déterminent des examens une diffraction aux rayons X d'inclusion extraite

Des examens au microscope des inclusions de sulfure se trouvant dans des aciers essayés avec des rapports croissants Mn/S (fontes nos 184, 1189 et 1191) montrent également (en se basant sur des changements de couleur des inclusions avec des variations chimiques) qu'avec un rapport croissant manganèse : soufre, la phase de sulfure de chrome diminue jusqu'à ce qu'elle disparaisse sensiblement dans l'éprouvette en acier moulé (fonte n° 1191) ayant un rapport manganèse : soufre de 3,0 : 1. On a également constaté que lorsque le rapport manganèse : soufre augmente au-dessus de 3,0 : 1, la transparence du sulfure de manganèse augmente et la couleur dans les variations de lumière transmises par du marron foncé, passe au jaune marron, au jaune clair pour un rapport manganèse : soufre de 7,62 : 1, puis prend une couleur verdâtre

pour des rapports manganèse : soufre même plus élevés, ce qui indique une diminution progressive de la teneur en chrome dissous donnant finalement une phase de sulfure de manganèse pur pour des rapports élevés manganèse : soufre.

Dans l'acier forgé se trouve une phase moins importante de sulfure de chrome que dans les lingots bruts de coulée pour un rapport particulier manganèse : soufre. Ainsi, on a constaté la présence de quantités considérables de sulfure de chrome dans des éprouvettes forgées ayant un rapport manganèse : soufre de 0,82 : 1. D'autre part, on ne trouve sensiblement pas de phase de sulfure de chrome dans un acier forgé ayant un rapport manganèse : soufre de 1,62 : 1.

On a constaté que pour l'acier forgé le sulfure de chrome disparaît pour un rapport manganèse : soufre compris entre environ 1,09 : 1 et 1,6 : 1, tandis que dans l'acier brut de coulée, ce sulfure disparaît pour un rapport manganèse : soufre compris entre environ 2,46 : 1 et 3,0 : 1. De plus, la phase de sulfure de manganèse de l'acier forgé est plus transparente que dans l'acier coulé ce qui indique qu'il est moins dissous de chrome dans la phase de sulfure de manganèse des aciers forgés que dans des aciers coulés ayant le même rapport manganèse : soufre.

Pour évaluer encore l'effet du traitement thermique des aciers en question sur la composition des inclusions de sulfure, on chauffe des échantillons de certains des lingots bruts de coulée du tableau I avec des rapports de soufre variables pendant 4 heures à trois températures

différentes, c'est-à-dire 843 °C, 1065 °C et 1427 °C ce chauffage étant exécuté dans une atmosphère d'argon. On procède à des essais d'une part avec un acier, c'est-à-dire la fonte n° 184, ayant un rapport faible de 0,82 : 1 de manganèse : soufre et, d'autre part, avec un acier n° 1191 ayant un rapport manganèse : soufre de 3,0 : 1. Un examen au microscope après traitement thermique montre qu'il existe peu de différence dans l'aspect des phases de sulfure dans les aciers avec le rapport faible manganèse : soufre lors d'un chauffage atteignant 1065 °C. Lors du chauffage jusqu'à la température la plus élevée de 1427 °C, la phase de sulfure de chrome est encore présente bien qu'on remarque que les inclusions de sulfure augmentent de dimension et qu'il se manifeste un fin précipité qu'on pense résulter d'une seconde phase de sulfure. D'autre part, la phase de sulfure de chrome disparaît dans tous les échantillons ayant un rapport plus élevé (3,0 : 1) manganèse : soufre, même à la température de chauffage la plus basse, c'est-à-dire 843 °C. En fait, on constate qu'il en est ainsi dans tous les échantillons ayant un rapport manganèse : soufre supérieur à environ 1,5 : 1.

On détermine également l'effet du rapport manganèse : soufre des aciers du tableau I sur la composition de la phase de sulfure qu'elle contient au moyen d'une micro-analyse par une sonde électronique des phases de sulfure de certains des aciers du tableau I, à la fois sous forme coulée et sous forme travaillée. Les résultats de ces essais sont mentionnés sur le tableau III.

TABLEAU III

Fonte n°	Rapport Mn : S	Composition du sulfure dans l'acier brut				Composition du sulfure dans l'acier travaillé			
		Fe	Cr	Mn	S	Fe	Cr	Mn	S
1188	1,09	2	45	15	41	12	32	12	33
1189	1,62	2	35	21	38	24	19	20	28
1233	1,91	3,3	34,1	29,7	42,3	28,8	13,2	31,2	17,6
1190	2,46	2	26	31	41	24	13	33	27
1191	3,00	6	21	33	40	11	4	44	40
1234	3,63	4,7	15,1	46,5	37,3	15,8	5,7	50,8	28,1
1235	5,29	2,2	7,2	53,7	37,7	2,6	1,5	58,8	40,8
1236	7,62	3,8	4,0	56,2	32,0	2,6	3,5	52,8	31,2

Le tableau III permet de voir que la teneur en chrome des inclusions diminue rapidement avec une augmentation du rapport manganèse : soufre jusqu'à une valeur d'environ 8, tandis que la teneur en manganèse des inclusions augmente rapidement avec une augmentation du rapport manganèse : soufre à peu près jusqu'à la même valeur environ. De façon similaire, pour les mêmes aciers à l'état forgé, la teneur en chrome atteint un minimum pour un rapport

manganèse : soufre d'environ 5 ou 6, et la teneur en manganèse atteint un maximum pour environ le même rapport manganèse : soufre. Les compositions de sulfure ainsi déterminées confirment encore les examens précités au microscope en ce qui concerne la diminution du chrome dans le sulfure et l'augmentation du manganèse dans ce dernier avec une augmentation du rapport manganèse : soufre. Ces essais montrent que la phase de sulfure de chrome disparaît sensiblement des inclusions pour une teneur de chrome

dans les inclusions de sulfure d'environ 21 à 26 % en poids. Comme dans les examens au microscope, on peut aussi remarquer que des essais avec microanalyse montrent que la teneur en chrome des sulfures dans l'acier forgé est moins élevée que dans l'acier coulé, la différence dépendant du rapport manganèse : soufre de l'acier. On peut aussi remarquer que, lorsque les teneurs en chrome et en manganèse de la phase de sulfure varient, la teneur en fer de la phase de sulfure varie également. Il semble que, pendant le chauffage, par exemple dans un travail à chaud, le chrome diffuse hors du sulfure dans la matrice, tandis que le manganèse et le fer diffusent à partir de la matrice dans le sulfure. Toutefois, pour des rapports manganèse : soufre supérieurs à 6 ou 7 environ, le chauffage provoque au plus une faible diffusion des éléments d'alliages jusque dans le sulfure, ou à partir de celui-ci, qui est du sulfure de manganèse essentiellement pur.

L'importance (en ce qui concerne l'usinabilité) de la présence et de la composition de la phase de sulfure est mise en lumière par le fait que le sulfure de chrome est extrêmement plus dur que le sulfure de manganèse pur, et de plus, comme la demanderesse l'a constaté, que le sulfure de manganèse contenant du chrome dissous est également plus dur que le sulfure de manganèse pur.

En conséquence, comme décrit précédemment, un rapport manganèse : soufre de 10 : 1, de préférence de 6 : 1 ou de 8 : 1, est établi comme limite supérieure pour les compositions des aciers de la présente invention, limite au delà de laquelle on n'obtient pas d'avantages notables

supplémentaires. Une limite inférieure du rapport manganèse : soufre pour les aciers de la présente invention est de préférence établie à environ 3 : 1. Toutefois, le choix d'une gamme particulière manganèse : soufre dépend du type d'acier désiré dans les limites de l'invention car, comme décrit ci-dessus, une usinabilité améliorée peut être obtenue dans certains des aciers de la présente invention ayant une teneur élevée en soufre et une teneur faible en manganèse, pour des rapports manganèse : soufre même inférieurs à 3 : 1.

Comme indiqué ci-dessus, une grande proportion d'aciers au chrome, comme ceux du type 416, sont livrés par l'installation de laminage dans un état recuit au laminoir, ce qui donne une usinabilité optimale, et ces aciers sont souvent usinés et utilisés dans cet état sans autre traitement thermique. On exécute le plus fréquemment un recuit au laminoir en soumettant l'acier juste en dessous de la température A_1 , par exemple entre 649 et 760 °C, pour l'acier inoxydable du type 416. A cet effet, une dureté minimale est désirable. Les facteurs déterminant la dureté à l'état après recuit sont la dureté de l'acier à l'état trempé et la température du revenu. Des températures de revenu plus élevées sont nécessaires pour des aciers ayant une dureté plus élevée à l'état trempé ; toutefois, la température maximale de revenu est limitée par la température A_1 de l'alliage, étant donné qu'un durcissement se produit si cette dernière température est dépassée en raison de la formation d'austénites qui lors du refroidissement de l'acier forment la martensite relativement beaucoup plus dure. La température A_1 de l'acier usuel du type 416,

TABLEAU IV

Fonte n°	AUSTÉNITE (%) (a)											
	Mn	704° C (b)	732° C (b)	760° C (b)	788° C (b)	816° C (b)	843° C (c)	882° C (c)	1092° C (c)	1102° C (c)	1204° C (c)	1314° C (c)
	%											
1188	0,36	—	—	0	0	50	60	100	100	95	93	50
1189	0,55	—	—	0	0	50	65	100	100	98	92	50
1233	0,67	0	0	0	0	50	65	100	100	98	95	55
1190	0,81	—	—	0	0	55	70	100	100	95	92	60
1191	1,02	—	—	0	0	65	90	100	100	95	90	70
1234	1,27	0	0	5	10	75	90	100	100	95	95	65
1235	1,85	0	0	30	60	95	98	100	100	95	98	65
1236	2,59	0	0	95	95	100	100	100	100	95	98	65

(a) Basé sur des estimations visuelles sur des éprouvettes trempées à l'huile ayant eu un revenu de 6 minutes à 955° C pour nobler la martensite fraîche transformée à partir d'austénite présente à la température de chauffage indiquée.

(b) Allure pour des éprouvettes à 704-788° C pour un acier initialement recuit 30 heures à 704° C pour produire un agrégat de ferrite et de carbure fin. Eprouvettes chauffées 4 heures dans du sel à 732-788° C pour une détermination d'austénite.

(c) Allure pour des éprouvettes à 815° C et plus pour acier initialement recuit 4 heures à 704° C des éprouvettes de détermination d'austénite à 815-843° C chauffées 4 heures dans du sel, les éprouvettes à 882-1 092° C chauffées une demi-heure dans du sel et les éprouvettes à 1314° C chauffées 15 minutes dans de l'argon.

contenant environ 0,40 à 0,60 % de manganèse, est comprise entre environ 788 et 815 °C. Le manganèse est un stabilisant de l'austénite dans les aciers inoxydables et il abaisse la température A_1 . Toutefois, les aciers de l'invention, contenant des quantités de manganèse relativement plus importantes que celles qui sont utilisées dans les aciers du type considéré ici contenant du chrome, subissent facilement un recuit au laminoir à des températures pratiques. Ainsi l'effet de la formation de manganèse ou de ferrite Δ ainsi que sur la température A_1 est déterminé par des techniques métallurgiques classiques utilisant des échantillons ayant subi un recuit, chauffés à diverses températures pour former de l'austénite, dont la quantité est estimée à la vue à partir de la martensite présente après la trempe. On a étudié une gamme de températures comprises entre 704 et 1 315 °C et les résultats sont mentionnés sur le tableau IV.

(Voir tableau IV, page précédente).

Les données du tableau IV permettent de voir

que la température A_1 d'alliages ayant une teneur en manganèse aussi élevée que 1,02 % (acier n° 1191) est comprise entre 788 et 815 °C. La température A_1 est abaissée en dessous de 788 °C pour des quantités de manganèse dépassant 1,27 %, et on voit qu'elle est proche de 760 °C pour une quantité égale à 1,27 %. Comme on le voit sur le tableau IV, 30 % d'austénites sont présents pour une quantité de manganèse égale à 1,85 % et 95 % d'austénites sont présents pour la quantité de manganèse égale à 2,59 %, les deux à une température de 760 °C, ce qui indique que la température A_1 pour ces alliages est inférieure à 760 °C.

L'effet de la teneur en manganèse (sur la réponse de dureté et de revenu) pouvant être obtenu des aciers de l'invention est évalué par une détermination de la dureté d'échantillons, d'abord dans un état trempé et ensuite dans un état déterminé par une trempe suivie d'un revenu pendant 4 heures à des températures comprises entre 260 et 760 °C, les résultats étant mentionnés sur le tableau V.

TABLEAU V

Indice de dureté Brinell (IDB) à la température indiquée*

Fonte n°	Poids Mn %	Trempé à l'huile	260 °C	315 °C	371 °C	426 °C	482 °C	538 °C	593 °C	649 °C	704 °C	760 °C
1188	0,36	389	411	390	397	403	417	295	258	227	203	190
1189	0,55	405	390	385	397	390	395	290	251	229	203	189
1233	0,67	387	390	403	417	432	403	290	258	226	205	192
1190	0,81	396	379	379	372	403	395	287	244	221	210	186
1191	1,02	382	379	390	385	395	390	287	234	221	200	186
1234	1,27	414	382	390	390	403	395	282	242	219	202	181
1235	1,85	389	385	397	382	390	385	282	241	215	205	232
1236	2,59	420	382	385	390	385	379	280	242	221	208	279

* Dureté d'éprouvettes après revenu convertie d'après des déterminations Rockwell C ; dureté d'éprouvettes d'après revenu déterminées en DPH sur une machine universelle Gries et convertie en IDB.

Pour une utilisation dans un état recuit au laminoir, une dureté minimale est nécessaire en vue de la meilleure usinabilité. En conséquence, on procède à certains des essais du tableau V à des températures de recuit au laminoir, c'est-à-dire 704 et 760 °C, pour déterminer l'effet de ces températures de revenu sur la dureté. Comme on le voit sur ce tableau et sur le tableau IV, les aciers de l'invention peuvent subir un revenu approprié pour ces buts aux températures de 704 à 760 °C. De ce fait, lorsqu'ils ont subi un revenu de 704 °C, tous les aciers évalués dans la série du tableau V, ayant des teneurs en manganèse comprises entre 0,36 et 2,59 %, ont des duretés comprises entre 200 et 210 IDB valeurs qui sont comprises dans la gamme de dureté désirée de recuit au laminoir, une variation de

la teneur en manganèse n'ayant pas d'effet perceptible. De plus, les aciers du tableau V ayant des teneurs en manganèse atteignant 1,27 % ont des duretés comprises entre 181 et 192 IDB quand ils ont subi un revenu à 760 °C. Les aciers contenant 1,85 et 2,59 % de manganèse (nos 1235 et 1236) ont des duretés respectives de 232 et 279 IDB, en raison d'une formation d'austénites (comme mentionné sur le tableau V). De ce fait, la température de revenu admissible pour obtenir la faible dureté désirée dans les aciers de la présente invention est un peu réduite (par rapport à la température de revenu pour des aciers de la technique antérieure contenant moins de manganèse) pour des valeurs plus élevées de manganèse comprises dans la gamme envisagée, mais cette diminution

de température est relativement faible pour une teneur en manganèse de 2 % ; même pour une teneur en manganèse de 2,6 % et plus, on peut obtenir une dureté minimale inférieure à 210, par exemple, en utilisant un revenu à 704°C. De plus, en examinant la figure 6, on voit que l'on peut obtenir les avantages d'usinabilité en augmentant les teneurs en manganèse des aciers de l'invention jusqu'à des valeurs aussi élevées que 2,5, 3,0 % ou même plus en évitant l'inconvénient possible d'une dureté plus élevée d'aciers recuits au laminoir.

Pour d'autres applications, on utilise les aciers du type de la présente invention dans un état durci dans lequel il faut que les aciers puissent être traités thermiquement jusqu'à des niveaux de dureté plus élevés. A cet effet, un procédé habituel de durcissement comprend une austénisation par exemple à 982 °C suivie par une trempe à l'huile et un revenu, par exemple pendant 4 heures à la température requise. Pour des exigences de résistance mécanique élevées, on utilise fréquemment une température de revenu comprise entre environ 260 et environ 315 °C et, pour une résistance mécanique moyenne on exécute le revenu à une température plus élevée par exemple 593 °C environ. En conséquence, les essais mentionnés sur le tableau V comprennent des essais de revenu à des températures comprises entre environ 260 °C et environ 649 °C (aussi bien que, comme mentionné précédemment à 704 et 760 °C). Ces essais ne révèlent pas d'effet notable de l'augmentation du manganèse sur une dureté après revenu (pour ces applications nécessitant une dureté élevée) pour des revenus compris entre 260 et 426 °C, bien qu'on remarque une dureté au revenu légèrement inférieure avec les aciers ayant une teneur plus élevée en manganèse, c'est-à-dire ceux qui ont une teneur en manganèse comprise entre 0,81 et 2,59 % dans la gamme de revenus comprise entre 482 et 593 °C. A 649 °C (et aussi à 704 °C), une augmentation de la teneur en manganèse n'a pas d'effet perceptible sur la dureté.

Les données du tableau V pour les échantillons trempés à l'huile indiquent qu'une augmentation de la teneur en manganèse atteignant 1,85 % n'a pas d'effet sur la dureté après trempe, bien que la dureté après trempe de l'acier contenant 2,59 % de manganèse (n° 1236) semble légèrement augmentée. On a procédé à d'autres essais sur les mêmes aciers du tableau V pour rechercher si l'utilisation d'une teneur en manganèse élevée était capable de maintenir l'austénite. Aussi, on a comparé la dureté d'échantillons trempés à l'huile avec celle d'échantillons trempés à l'huile puis réfrigérés pendant 4 heures à -195 °C. Les résultats de ces essais sont portés sur le tableau VI.

Les données du tableau VI montrent que des

TABLEAU VI

Fonte n°	Mn poids %	Austénisation à 982°C pendant 1 heure, trempe à l'huile	Austénisation à 982 °C, pendant 1 heure, trempe à l'huile, réfrigération pendant 4 heures à -195 °C
1188	0,36	41,5 Rc	41,0 Rc
1189	0,55	43,5	42,5
1233	0,67	41,0	41,0
1190	0,81	42,5	42,0
1191	1,02	41,0	39,0
1234	1,27	44,5	44,5
1235	1,85	42,5	43,5
1236	2,59	45,0	45,0

teneurs en manganèse aussi élevées que 2,59 % ne permettent pas d'obtenir suffisamment d'austénite maintenue pour affecter de façon discernable la dureté après trempé des aciers essayés.

Outre la dureté minimale requise à l'état recuit au laminoir, et la dureté pouvant être obtenue à l'état durci, pour une utilité maximale et une application la plus large, les aciers de l'invention doivent également posséder d'autres caractéristiques de propriétés avantageuses, comme une charge de rupture élevée à la traction, une limite élastique élevée, une bonne ductilité et une bonne résistance aux chocs. On a déterminé l'effet sur ces propriétés de quantités relativement plus grandes de manganèse et l'effet de l'équilibre particulier d'éléments d'alliages utilisés dans les aciers de l'invention, au moyen d'essais d'aciers ayant une teneur en manganèse croissante et dans trois conditions de traitement thermique différentes. Les résultats de ces autres essais sont mentionnés sur le tableau VII.

(Voir tableau VII, page suivante).

D'après la première série ou série A des essais du tableau VII dans lesquels les échantillons d'aciers, contenant de 0,36 à 2,59 % de manganèse ont été austénisés à 982 °C pendant une heure, puis trempés à l'huile et revenus à 315°C pendant 4 heures et ensuite refroidis à l'air, on peut voir que l'augmentation de la teneur en manganèse n'affecte pas la charge de rupture à la traction. Pour des teneurs en manganèse d'environ 1 % ou plus, la limite élastique est seulement un peu diminuée ainsi que la ductilité (% d'allongement et % de diminution de surface) et la résistance aux chocs est seulement un peu augmentée. Toutefois, ces effets de la teneur en manganèse augmenté sont relativement faibles et n'affectent pas les avantages des aciers de l'invention pour la plupart des utilisations.

La seconde série ou série B des essais du tableau VII, illustrant les effets du manganèse sur les aciers lorsqu'ils sont soumis à un traite-

ment thermique similaire mais qu'ils subissent un revenu à 593 °C, montre qu'à cette dernière température il ne se produit qu'une faible réduction similaire de la limite élastique ainsi qu'une faible réduction de la charge de rupture à la traction, particulièrement dans les alliages ayant une teneur élevée en manganèse, c'est-à-dire ceux qui contiennent 1,85 et 2,59 % de manganèse. De façon similaire, on remarque des augmentations de la ductilité et de la résistance aux chocs pour des teneurs en manganèse plus élevées.

Comme représenté dans la troisième série ou série C des essais du tableau VII dans lesquels des aciers ont été traités thermiquement de façon similaire mais ont subi un revenu à 704 °C, l'alliage contenant 2,59 % de manganèse possède une résistance à la traction et une limite élastique accrues ainsi qu'une ductilité diminuée. On pense que cet effet provient de la présence dans cet alliage de martensite fraîche transformée à partir d'austénite qui peut s'être formée pendant le revenu à 704 °C.

TABLEAU VII

Fonte n°	Mn	S	C	Charge de rupture à la traction	Limite élas- tique à 0,2 %	Allongement	Réduction de surface	Encoche Charpy en V	Dureté
	%	%	%	kg/mm ²	kg/mm ²	%	%	kg m	
A. — Austénisés à 982 °C pendant 1 heure, trempés à l'huile, revenu à 315 °C pendant 4 heures, refroidis à l'air.									
1188	0,36	0,33	0,099	132,93	114,66	6,0	32,6	0,9681	40,5 R _c
1189	0,55	0,34	0,090	130,48	109,62	8,0	32,6	1,2447	38,0
1233	0,67	0,35	0,101	138,18	112,14	11,0	33,8	1,5213	36,5
1190	0,81	0,33	0,097	130,85	109,83	8,0	31,2	1,383	39,5
1191	1,02	0,34	0,095	129,08	106,26	9,0	29,4	1,383	40,5
1234	1,27	0,35	0,113	133,77	106,68	10,0	37,4	1,5213	38,5
1235	1,85	0,35	0,113	131,18	103,53	12,0	35,2	1,5213	38,5
1236	2,59	0,34	0,100	130,83	103,79	11,0	37,6	1,5213	38,5
B. — Austénisés à 1 010 °C pendant une demi-heure, trempés à l'huile, revenu à 593 °C pendant 4 heures, refroidis à l'air.									
1188	0,36	0,33	0,099	86,24	75,11	10,0	41,4	16	101,5 R _c
1189	0,55	0,34	0,090	86,24	74,83	13,0	43,2	15	97,5
1233	0,67	0,35	0,101	85,54	78,82	16,0	46,9	18	99,5
1190	0,81	0,33	0,097	86,24	75,18	13,0	40,8	18	97,0
1191	1,02	0,34	0,095	84,49	73,50	12,0	41,4	18	99,5
1234	1,27	0,35	0,113	85,19	71,68	14,0	47,2	22	98,5
1235	1,85	0,35	0,113	81,34	68,25	19,0	49,6	21	99,0
1236	2,59	0,34	0,100	80,08	67,34	16,0	47,8	21	97,0
C. — Austénisés à 1 010 °C pendant une demi-heure, trempés à l'huile, revenu à 704 °C, pendant 4 heures, refroidis à l'air.									
1233	0,67	0,35	0,101	67,06	49,49	26,0	56,1	—	91,5
1234	1,27	0,35	0,113	66,22	47,95	26,0	56,7	—	90,5
1235	1,85	0,35	0,113	69,02	47,46	23,0	52,1	—	92,5
1236	2,59	0,34	0,100	86,24	59,29	16,0	41,2	—	99,5

Il est évident, dans ces trois conditions de traitement thermique utilisées dans le tableau VII, que les aciers de l'invention ont des propriétés mécaniques extrêmement avantageuses.

Il est également désirable que des aciers du type envisagé possèdent une résistance adéquate

à la corrosion. On évalue la résistance à la corrosion des aciers de l'invention dans une série d'essais dans lesquels on a meulé à sec en surface des éprouvettes mesurant 25,4 × 12,7 × 2,032 mm jusqu'à un indice de polissage de 120, et on les a suspendues dans une longue

colonne d'environ 30 cm sur la surface d'un bain d'eau. On chauffe le bain d'eau jusqu'à 80 °C, ce qui crée une atmosphère d'humidité dans la colonne. On continue le chauffage pendant huit heures, après quoi on arrête le dispositif de chauffage pendant 4 heures. On répète ce cycle trois fois, et ensuite on enlève les éprouvettes et on les observe directement en vue de déceler de la rouille. On constate que l'acier contenant 0,36 % de manganèse (fonte n° 1188) ne présente pas de rouille et que les éprouvettes des fontes n°s 1189, 1233 et 1190 contenant respectivement 0,55, 0,67 et 0,81 % de manganèse sont très rouillées, tandis que les éprouvettes des fontes n°s 1191, 1234, 1235 et 1236, contenant respectivement 1,02, 1,27, 1,85 et 2,59 % de manganèse sont au plus à peine rouillées. En particulier, les alliages contenant 1,85 et 2,59 % de manganèse ne présentent pas de rouille discernable, et l'acier contenant 1,27 % de manganèse est à peine rouillé.

En conséquence, pour cette raison supplémentaire, la teneur en manganèse des aciers de la présente invention est limitée à une valeur minimale d'environ 0,80 % et, de préférence, à une valeur supérieure à 1,25 %.

On a également étudié l'effet de teneurs en manganèse croissant progressivement sur la résistance à la corrosion des aciers de la présente invention quand ceux-ci sont exposés à des milieux ambiants extrêmement corrosifs. Par exemple, on expose à l'action du chlorure ferrique des échantillons ayant la même dimension et la même préparation que les aciers utilisés dans l'essai de la colonne de vapeur d'eau. On prépare une solution d'essai constituée par 108 g de FeCl_3 , 6 H_2O , 4,5 ml d' HCl concentré et 995,5 ml d'eau. On plonge les échantillons dans la solution d'essai pendant 4 heures, celle-ci étant maintenue à la température ambiante.

On expose également des échantillons similaires par immersion dans de l'acide acétique concentré bouillant pendant 48 heures.

Dans une autre série d'essais, on plonge des échantillons similaires dans une solution aqueuse d'acide sulfurique à 5 % en poids, pendant 4 heures à la température ambiante.

On procède encore à d'autres essais en plongeant des échantillons similaires dans une solution aqueuse d'acide phosphorique à 10 % en poids pendant 24 heures à la température d'ébullition de la solution.

A la fin de chaque série d'essais, on enlève les échantillons ou éprouvettes de la solution d'essai, on les rince, on les sèche et on les pèse pour déterminer leur perte de poids. Chaque série d'essais comprend des éprouvettes des alliages du tableau IV, c'est-à-dire les fontes n°s 1188, 1189, 1233, 1190, 1191, 1234, 1235, et 1236, ayant des teneurs en manganèse comprises entre

0,36 et 2,59 %. Les résultats des essais au chlorure ferrique et à l'acide sulfurique montrent que l'addition de quantités croissantes de manganèse n'a qu'un effet relativement faible sur la résistance à la corrosion des aciers essayés dans ces substances. La résistance à la corrosion dans du chlorure ferrique est la plus faible pour une teneur en manganèse d'environ 1,5 %, mais elle augmente au point que pour une teneur en manganèse de 2,59 % la résistance à la corrosion est à peu près équivalente à celle d'un acier contenant environ 0,50 % de manganèse. De façon similaire, la susceptibilité à la corrosion dans l'acide sulfurique augmente jusqu'à un maximum pour une teneur en manganèse d'environ 2 % et elle diminue ensuite légèrement, mais même au niveau de corrosion maximal, la résistance de l'alliage se situe seulement un peu en dessous de celle d'un alliage contenant 0,50 % de manganèse.

Les résultats des essais à l'acide acétique et à l'acide phosphorique montrent que la résistance à la corrosion des alliages essayés varie avec la teneur en manganèse. Dans l'acide acétique, la résistance à la corrosion tombe à un minimum pour une teneur en manganèse comprise entre 1,2 et 1,3 %, mais elle augmente ensuite, de sorte que la susceptibilité à la corrosion se situe à une valeur modérée pour des teneurs en manganèse comprises entre 1,8 et 2,59 %.

Les résultats des essais à l'acide phosphorique montrent que la résistance à la corrosion des alliages ayant une teneur en manganèse comprise entre environ 0,70 et environ 1,0 % est exceptionnellement bonne, particulièrement pour une teneur d'environ 0,80 %.

On procède à d'autres essais dans des milieux moyennement corrosifs. Par exemple, on meule à sec en surface des éprouvettes mesurant 50 × 25 × 2 mm jusqu'à un indice de fini de surface de 120, puis on les expose à l'action d'une pulvérisation de sel dans un meuble, la pulvérisation étant constituée par 5 % en poids de chlorure de sodium dans l'eau. On les expose pendant 16 heures à une température de 35 °C, après quoi on les enlève et on les examine directement pour apprécier l'aspect de la corrosion à la rouille. Les résultats de ces essais sont mentionnés sur les tableau VIII.

TABLEAU VIII

Fonte n°	Mn poids %	S poids %	Aspect
1305	0,60	0,32	médiocre
1307	1,08	0,33	médiocre
1309	1,61	0,31	médiocre
1311	1,11	0,21	médiocre

Comme le montrent les données du tableau VIII, il n'existe pas de différence perceptible dans la susceptibilité à la corrosion par suite d'une pulvérisation de sel parmi les divers alliages essayés comprenant une teneur en manganèse comprise entre 0,60 et 1,61 %.

On procède à d'autres essais en milieux moyennement corrosifs en plongeant des éprouvettes mesurant $31,75 \times 15,87 \times 2,03$ mm, ayant une surface finie jusqu'à un indice de polissage de 120, pendant 144 heures dans de l'huile de pétrole brut à une température de 104 °C. Ensuite, on enlève les éprouvettes et on évalue leur résistance à la corrosion en examinant directement le nombre des piqûres superficielles des éprouvettes. Les résultats de ces essais sont mentionnés sur le tableau IX.

TABLEAU IX

Fonte n°	Mn poids %	S poids %	Nombre de piqûres	Résistance à la corrosion
1305	0,60	0,32	8	bonne
1307	1,08	0,33	7	bonne
1309	1,61	0,31	8	bonne
1311	1,11	0,21	7	bonne

Le tableau IX permet de voir qu'il n'y a pas d'effet perceptible sur la résistance à la corrosion quand la teneur en manganèse varie de 0,0 à 1,61 %.

Les exemples spécifiques ci-dessus des alliages de la présente invention se rapportent à des aciers inoxydables ordinaires au chrome et comme on l'a indiqué, les moyens généraux de l'invention sont également applicables à des aciers ayant soit une microstructure double soit une microstructure exempte de ferrite. Dans le cas d'aciers ne contenant sensiblement pas de ferrite libre, leurs éléments d'alliages sont équilibrés conformément à l'équation 2, de manière à donner une structure sensiblement exempte de ferrite. Ces aciers peuvent contenir du chrome et du molybdène générateurs de ferrite dans les gammes spécifiées ci-avant. De plus, on maintient de préférence la teneur en silicium à moins d'environ 1 % et la teneur en carbone plus azote à moins d'environ 0,20 %. Si on utilise de l'aluminium, on maintient sa teneur en dessous d'environ 5 %, de préférence, en dessous de 1 %, si on utilise du cuivre on maintient sa teneur en dessous d'environ 2 % et si l'on utilise du titane on maintient sa teneur en dessous d'environ 1 %. Bien entendu, d'autres éléments favorisant l'usinage, par exemple le sélénium et le tellure, capables de se comporter d'une manière analogue, au soufre peuvent également être utilisés dans la mise en œuvre de l'invention.

Si l'on désire des aciers à microstructure double, on peut utiliser les éléments d'alliages précités suivant les gammes susvisées, dans des quantités et proportions capables de créer une microstructure ayant la teneur désirée en ferrite, conformément d'une manière générale à l'équation 2.

Les moyens généraux de la présente invention sont également applicables à des aciers inoxydables supérieurs contenant du chrome, durcissables et non durcissables, contenant jusqu'à 18 % ou même 30 % de chrome, et pouvant contenir du carbone et de l'azote en une quantité totale atteignant environ 1,20 %.

On peut également utiliser du nickel, qui est un élément favorisant la production d'austénite, dans les alliages de l'invention en quantités relativement faibles, par exemple jusqu'à environ 3 %, pour obtenir des aciers inoxydables durcissables essentiellement martensitiques ou ferritiques-martensitiques.

Il est entendu que la description précédente et les exemples ci-avant ont un caractère purement illustratif et non limitatif des moyens généraux de l'invention et qu'on peut y apporter diverses modifications et additions sans s'écarter de l'esprit et de la portée de l'invention.

RÉSUMÉ

La présente invention a pour objet :

A. Le produit industriel nouveau que constitue un acier inoxydable plus facile à usiner, présentant les caractéristiques suivantes prises isolément ou en combinaison :

1° Il est constitué essentiellement en poids par environ :

Chrome.....	11 à 30 %
Carbone + azote.....	jusqu'à 1,20 %
Molybdène + zirconium.....	jusqu'à 0,60 %
Silicium.....	jusqu'à 1,0 %
Soufre.....	0,18 à 0,50 %
Manganèse.....	0,80 à 5,0 %
Nickel.....	jusqu'à 3,0 %
Cuivre.....	jusqu'à 2,0 %
Aluminium.....	jusqu'à 5 %
Fer.....	complément à l'exception d'impuretés accidentelles;

et cet acier a un rapport manganèse : soufre égal à au moins 3:1.

2° Le rapport manganèse : soufre est compris entre environ 3:1 et environ 10:1.

3° L'acier inoxydable contient de 11 à 15 % de chrome, jusqu'à 0,20 % de carbone, la teneur en molybdène plus zirconium est inférieure à 0,35 % et la teneur en manganèse est comprise entre 0,80 et 4,0 %.

4° L'acier contient de 0,18 à 0,40 % de soufre, et 1,20 à 4,0 % de manganèse, le rapport entre le manganèse et le soufre étant d'environ 3:1 à 10:1.

5° L'acier contient jusqu'à 0,15 % de carbone, de 0,18 à 0,25 % de soufre et de 0,80 à 1,25 % de manganèse, cet acier étant facile à forger et son allure d'usinabilité de perçage étant supérieure à environ 100.

6° La teneur en soufre de l'acier est comprise entre 0,25 et 0,40 % et la teneur en manganèse est comprise entre 0,80 et 1,25 %, cet acier pouvant être durci à la chaleur et ayant une allure d'usinabilité de perçage étant égale au moins à environ 110.

7° L'acier contient de 0,35 à 0,50 % de soufre et de 0,80 à 1,25 % de manganèse, cet acier pouvant être durci à la chaleur et ayant une allure d'usinabilité de perçage supérieure à 110.

8° La teneur en soufre de l'acier est comprise entre 0,18 et 0,25 %, la teneur en manganèse est comprise entre plus de 1,25 et 2,5 %, le rapport manganèse : soufre étant inférieur à environ 10:1, et l'acier possède de bonnes propriétés de forgeage.

9° L'acier contient entre 0,18 et 0,50 % de soufre et entre environ plus de 1,25 à 4,0 % de manganèse.

10° La teneur en soufre de l'acier est comprise entre environ 0,25 et environ 0,40 % et l'acier peut être durci par un revenu à une température comprise entre environ 704 °C et 760 °C.

11° La teneur en soufre est comprise entre environ 0,25 et environ 0,35 %, et le rapport manganèse : soufre est compris entre environ 4:1 et environ 10:1.

12° L'acier contient environ 1,5 à 3,0 % de manganèse, et le rapport manganèse : soufre est compris entre environ 4:1 et 10:1.

13° L'acier contient 0,35 et 0,50 % de soufre et une quantité de manganèse comprise entre plus de 1,25 et 5,0 %.

14° La teneur en manganèse de l'acier est comprise entre plus de 1,25 % et environ 4,0 % 15°. La teneur en manganèse de l'acier est comprise entre environ 1,5 et environ 3,0 %.

16° L'acier contient d'environ 0,40 à 0,50 % de soufre et il est caractérisé par une usinabilité de perçage d'au moins environ 125.

B. Un procédé pour améliorer l'usinabilité visé sous A, d'aciers inoxydables ferritiques et doubles, contenant du chrome et contenant du soufre à titre d'additif favorisant l'usinage, procédé présentant les caractéristiques suivantes prises isolément ou en combinaison :

17° Il consiste à ajouter à l'acier du manganèse en une quantité et une proportion telles que le rapport entre le manganèse et le soufre est supérieur à environ 3:1 et inférieur à environ 10:1.

18° Le manganèse est ajouté en une quantité comprise entre environ 0,80 % et environ 5,0 %.

19° On ajoute à l'acier du soufre à titre d'additif favorisant un usinage en une quantité comprise entre environ 0,18 % et environ 0,50 % en poids, l'on ajoute du manganèse à l'acier en une quantité supérieure à environ 1,25 %, et l'on équilibre les teneurs en soufre et en manganèse de l'acier de manière que le rapport entre le manganèse et le soufre soit égal à au moins 5:1 quand la teneur en soufre est inférieure à 0,25 % que ce rapport soit égal à au moins 4:1 quand la teneur en soufre est comprise entre environ 0,25 et 0,35 %, et que ce rapport soit égal à au moins 3:1 quand la teneur en soufre est supérieure à environ 0,35 %.

Société dite :

CRUCIBLE STEEL COMPANY OF AMERICA

Par procuration :

Alain CASALONGA

Pour la vente des fascicules, s'adresser à l'IMPRIMERIE NATIONALE, 27, rue de la Convention, Paris (15°).

N° 1.478.469

Société dite :

6 planches. - Pl. I

Crucible Steel Company of America

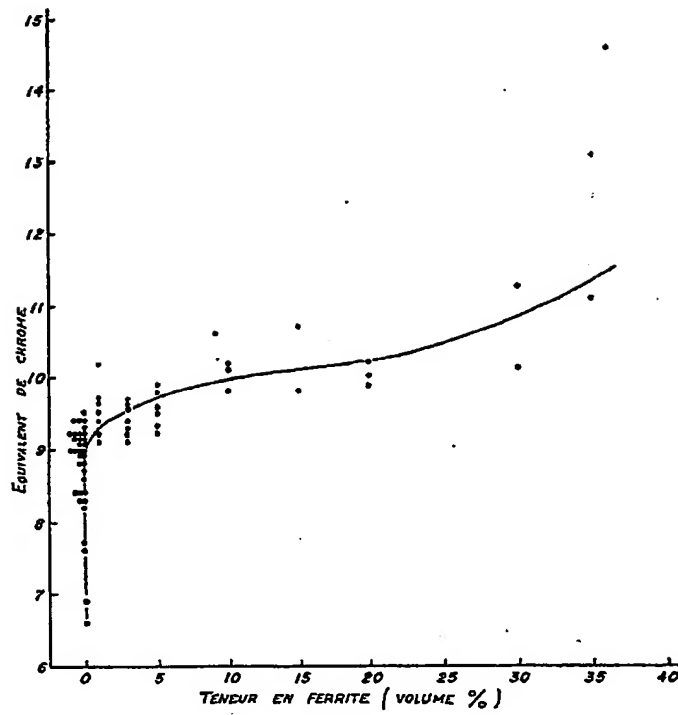


FIG. I

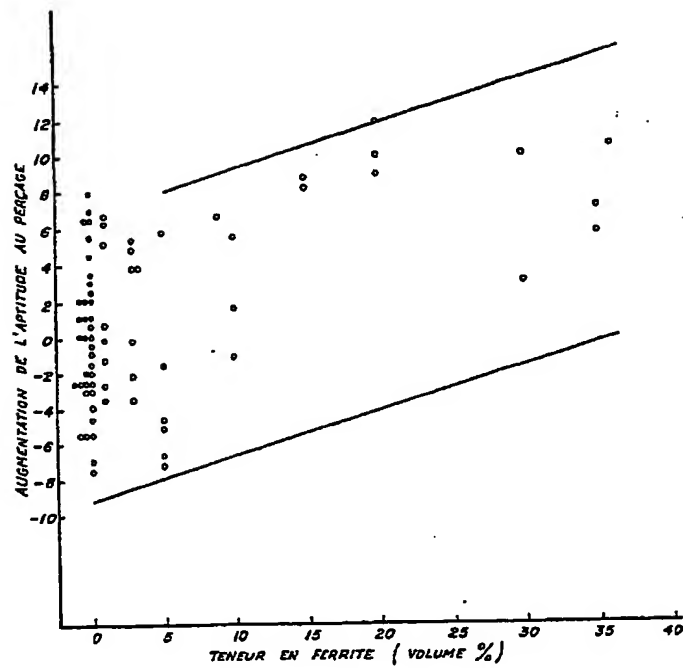
N° 1.478.469

Société dite :

6 planches. - Pl. II

Crucible Steel Company of America

FIG. 2



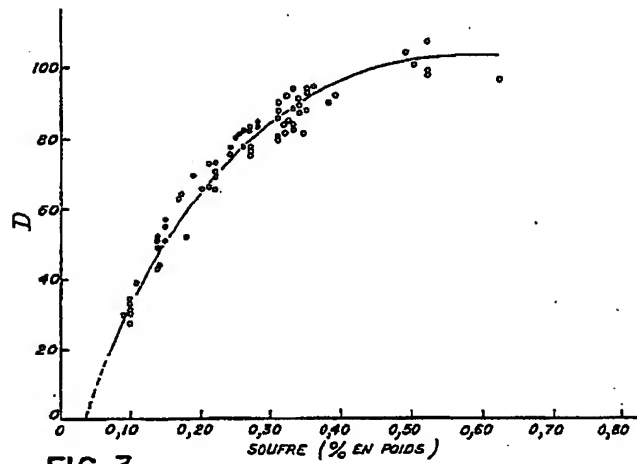


FIG. 3

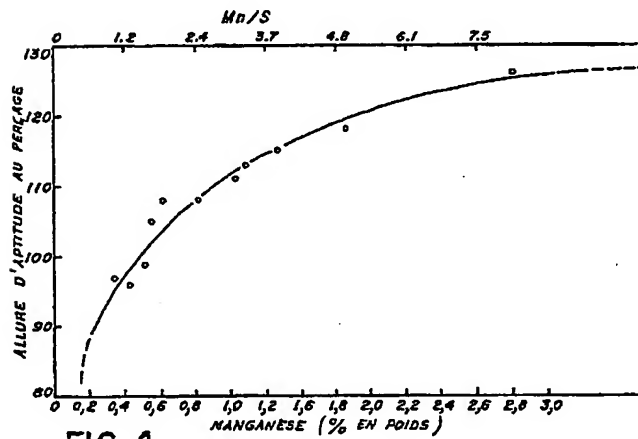


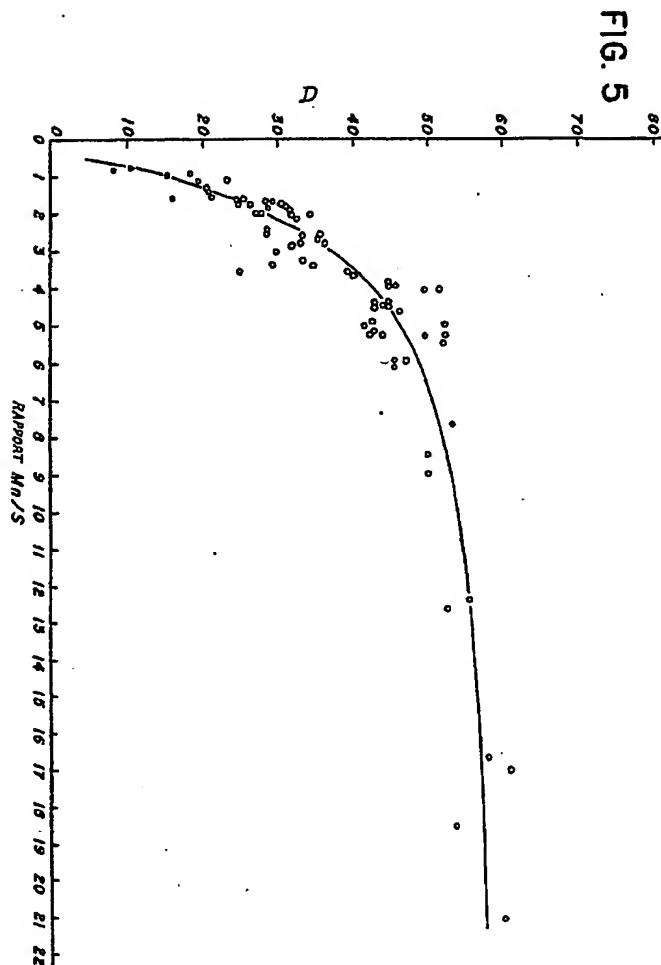
FIG. 4

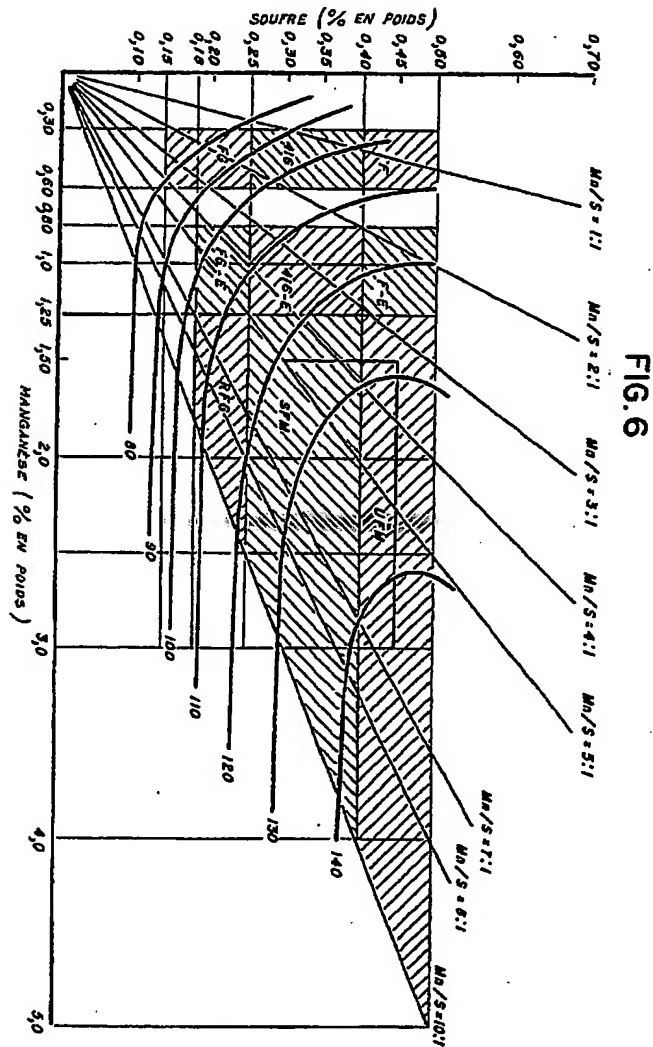
N° 1.478.469

Société dite :

6 planches. - Pl. IV

Crucible Steel Company of America





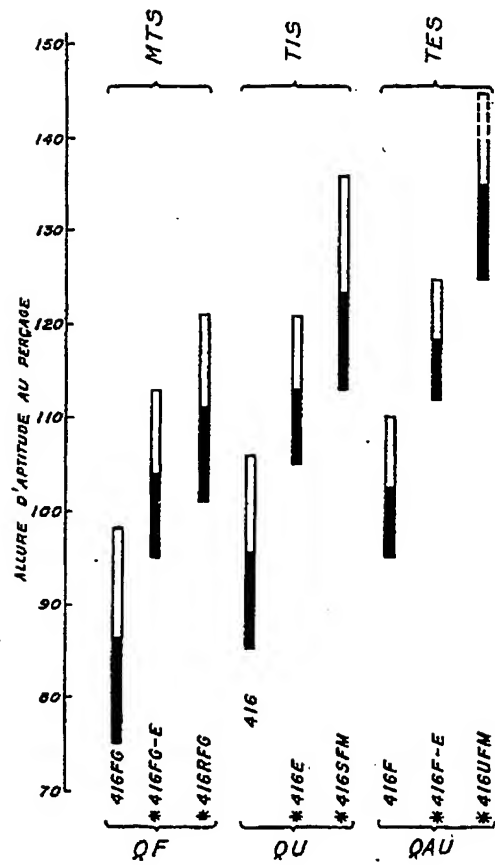


FIG. 7